

Е. С. Ткачев*, А. Н. Беляков

НИУ «Белгородский государственный университет», г. Белгород

*Tkachev_e@bsu.edu.ru,

Научный руководитель – проф., д-р физ.-мат. наук Р. О. Кайбышев

УКРУПНЕНИЕ КАРБИДОВ $M_{23}C_6$ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ И ДЛИТЕЛЬНОГО ОТЖИГА В СТАЛИ С 9 % Cr И ПОВЫШЕННЫМ СОДЕРЖАНИЕМ БОРА

В работе исследована кинетика роста частиц специальных карбидов $M_{23}C_6$ в процессе ползучести и длительного отжига при температуре 650 °С в стали 10X9K3B2HMAФБР. Выявлено, что под воздействием деформации, при ползучести, скорость роста данных карбидов увеличивается. Такое поведение может быть связано с наличием дополнительного диффузионного потока по дислокациям, приходящим в контакт с частицами в процессе высокотемпературной ползучести.

Ключевые слова: жаропрочная сталь, карбиды $M_{23}C_6$, кинетика укрупнения частиц.

Е. S. Tkachev, A. N. Belyakov

COARSENING OF $M_{23}C_6$ CARBIDE PARTICLES DURING LONG-TERM AGING AND CREEP IN 9 % Cr STEEL CONTAINING BORON

The coarsening kinetic of $M_{23}C_6$ carbide particles during creep and long term ageing in 10Kh9K3V2NMAFBR steel at 650°C was investigated. Creep accelerated the particle coarsening. The effect of plastic deformation on particle coarsening is discussed in terms of additional pipe diffusion path.

Keywords: heat-resistant steel, $M_{23}C_6$ carbide particles, coarsening kinetic.

Особенностью современных жаропрочных сталей с 9–12 % Cr является уникальная комбинация нескольких механизмов упрочнения, обеспечивающих жаропрочность и позволяющих эксплуатировать эти стали при температурах до 620 °С. После термической обработки структура таких сталей представляет собой троостомартенсит, состоящий из блоков, пакетов и реек с высокой плотностью дислокаций. В такой структуре частицы вторых фаз, помимо дисперсионного упрочнения, сдерживают рекристаллизацию и, таким образом, препятствуют преждевременному разрушению. В работе [1] было показано, что при высокотемпературной деформации в сталях с развитой субзеренной структурой, при отсутствии дисперсных частиц, скорость деформации при ползучести увеличивается на несколько порядков.

В сталях с 9–12 % Cr выделяют 3 основных вида частиц вторых фаз – это карбиды $M_{23}C_6$, карбонитриды MX и интерметаллидная фаза Лавеса Fe_2W . Как правило, фазы $M_{23}C_6$ и MX выделяются в структуре стали после термической обработки, а частицы интерметаллидной фазы Fe_2W формируются в процессе длительного отжига или ползучести. Следует отметить, что частицы карбидов $M_{23}C_6$ оказывают наибольшее влияние на стабилизацию межзеренных и субзеренных границ по причине их высокой дисперсности и выделению на границах.

Цель настоящей работы – исследовать кинетику укрупнения частиц карбидов $M_{23}C_6$ в процессе ползучести и длительного отжига, а также проанализировать механизм укрупнения этих частиц.

Исследуемая сталь 10X9K3B2MФБР следующего химического состава, мас. %: 0,1C; 9,1Cr; 2,9Co; 1,6W; 0,6Mo; 0,2V; 0,05Nb; 0,007N; 0,013B, остальное – Fe, была подвергнута термической обработке, включающей нормализацию при 1060 °C, 0,5 ч и отпуск при 750 °C 3 ч. Испытания на ползучесть до разрушения проводили при температуре 650 °C и напряжениях 100, 120, 140, 160 и 180 МПа. Микроструктурные исследования проводились на просвечивающем микроскопе JEOL “JEM-2100”. Микроструктура была исследована как в области рабочей части образца, так и в области захвата. Для определения размера частиц были подготовлены углеродные реплики. Для идентификации частиц их локальный химический состав определялся методом энергодисперсионного анализа с помощью приставки INCA на просвечивающем электронном микроскопе JEOL-2100.

На рис. 1 представлена полученная зависимость среднего размера карбидов $M_{23}C_6$ от времени отжига/ползучести при температуре 650 °C.

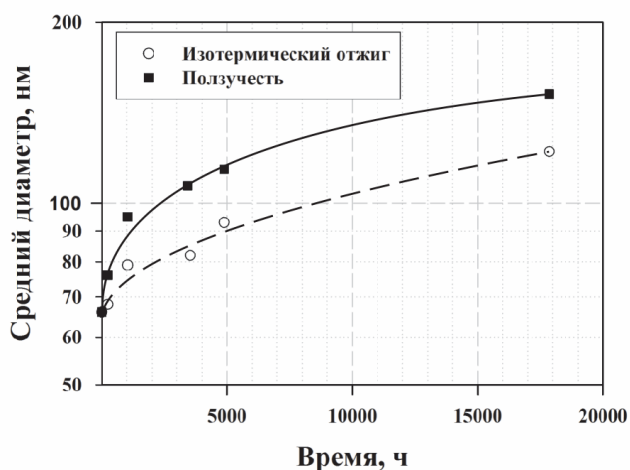


Рис.1. Зависимость среднего размера карбидов $M_{23}C_6$ от времени отжига/ползучести при температуре 650 °C

Так как для этих карбидов зарождение и рост до равновесной объемной доли происходит еще при отпуске, то движущей силой их дальнейшего укрупнения при отжиге/ползучести является уменьшение

межфазной энергии. Этот процесс является диффузионно-контролируемым и известен как механизм созревания Оствальда [2]:

$$\bar{r}^n - \bar{r}_0^n = K_n t, \quad (1)$$

где r_0 – средний радиус частиц при времени $t = 0$, а K_n это константа скорости роста. В зависимости от преобладающего механизма диффузии используют различные модели укрупнения. Скорость укрупнения контролируется объемной диффузией $n = 3$, а K_3 имеет вид:

$$K_3 = \frac{8}{9} \times \frac{\sigma V^2 D_M C_e}{RT}, \quad (2)$$

где D_M – коэффициент объемной диффузии металла М, C_e – равновесная концентрация элемента в матрице, V – молярный объем второй фазы, а R и T – универсальная газовая постоянная и температура.

Константа скорости роста K_3 была выведена для бинарных сплавов и не может быть напрямую применена для частиц карбидов в исследуемой стали. Для карбидов $M_a C_b$ в исследуемой стали константа будет иметь вид [3]:

$$K'_3 = \frac{8}{9} \times \frac{(a+b)\sigma V D_M u_M^\alpha}{aRT(u_M^c - u_M^\alpha)^2}, \quad (3)$$

где u_M^α и u_M^c – это мольные доли металла М в матрице и карбидах соответственно.

Для случая, когда процесс укрупнения контролируется диффузией, направленной вдоль зеренных границ, модель, предложенная Кирхером, предсказывает $n = 4$, а константа скорости укрупнения K_4 описывается как:

$$K_4 = \frac{8}{3} \times \frac{\sigma c_e V^2 D_{gbM} \omega}{GRT} \times \frac{\langle u(\varphi) \rangle^4}{v(\varphi)}, \quad (4)$$

ω – толщина межзеренной границы, c_e – равновесная концентрация хрома в матрице, G – фактор, зависящий от геометрии границ, D_{gbM} – коэффициент диффузии вдоль межзеренных границ, $u(\varphi)$ и $v(\varphi)$ – параметры, зависящие от мольной доли второй фазы.

Когда частицы находятся в контакте с дислокационными линиями, скорость укрупнения контролируется диффузией по дислокационным трубкам, и, по теории Крейе, для этого случая $n = 5$ а константа K_5 определяется по следующей формуле:

$$K_5 = \left(\frac{4}{5}\right)^3 \times \frac{5\sigma zqV^2 D_p}{4\pi RT K_{gb}(u_M^c - u_M^\alpha)^2}, \quad (5)$$

где D_p – коэффициент трубочной диффузии, q и z – площадь поперечного сечения дислокационной трубки и число дислокаций в контакте с частицей соответственно.

Для определения контролирующего механизма диффузии, используя полученные экспериментальные данные, были построены зависимости $r^3 - r_0^3$, $r^4 - r_0^4$ и $r^5 - r_0^5$ от времени t . Для частиц, укрупняющихся при

ползучести, наилучшая корреляция экспериментальных данных получена для зависимости $r^5 - r_0^5$ (рис. 2).

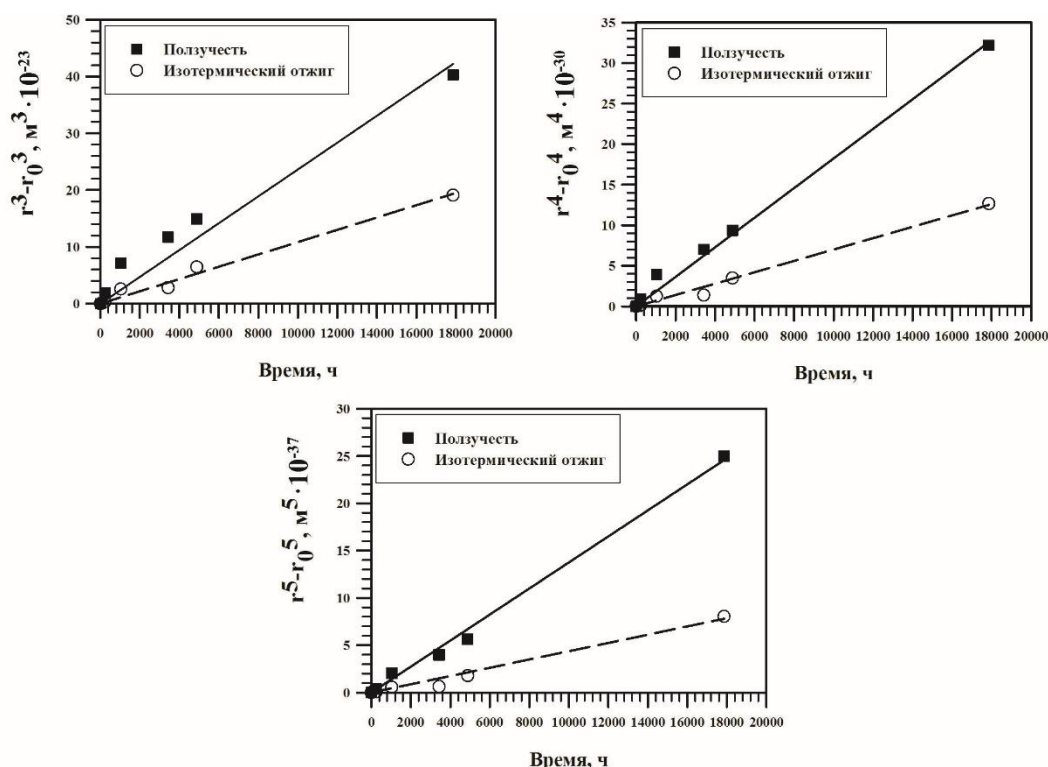


Рис. 2. Зависимости $r^3 - r_0^3$, $r^4 - r_0^4$ и $r^5 - r_0^5$ от времени отжига/ползучести при температуре 650 °С

Также, согласно моделям (1–5) были рассчитаны константы скорости роста $K_{n\text{теор}}$. Для расчета были использованы значения $\sigma = 0,07$ Дж/м². Величины V , u_M^α и u_M^c были получены с использованием программного обеспечения ThermoCalc. В таблице приведены значения константы скорости роста, рассчитанные из экспериментальных данных $K_{n\text{эксп}}$ и $K_{n\text{теор}}$.

Показатель степени n	$K_{n\text{эксп}}$ (м ^{n} /с)		$K_{n\text{теор}}$ (м ^{n} /с)
	Отжиг	Ползучесть	
3	$2,96 \times 10^{-30}$	$6,44 \times 10^{-30}$	$3,65 \times 10^{-30}$
4	$1,92 \times 10^{-37}$	$4,87 \times 10^{-37}$	$2,7 \times 10^{-37}$
5	$1,20 \times 10^{-44}$	$3,61 \times 10^{-44}$	$3,16 \times 10^{-45} \times Z^*$

* Z – количество дислокаций в контакте с частицей

Как видно, для случая отжига величина $K_{3,4\text{эксп}}$ несколько ниже $K_{3,4\text{теор}}$. Напротив, для частиц, укрупняющихся в процессе ползучести, значения $K_{3,4\text{эксп}}$ почти в 2 раза превышают $K_{3,4\text{теор}}$. Из этого можно сделать два вывода: во-первых, это говорит о том, что процесс укрупнения в рабочей части образца не может происходить только за счет объемной

или зернограничной диффузии. И, во-вторых, исходя из полученных результатов наиболее подходящей моделью укрупнения карбидов в процессе ползучести является укрупнение, контролируемое диффузией по дислокационным трубкам ($n = 5$). Результаты исследования микроструктуры подтверждают этот вывод (рис. 3).

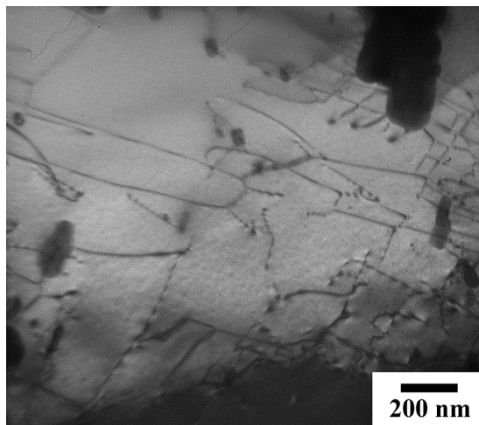


Рис.3. ПЭМ изображение структуры рабочей части образца исследуемой стали после ползучести при температуре 650 °С, в течение $1,03 \times 10^3$ ч

Таким образом, полученные результаты позволяют предположить, что укрупнение карбидов в области захвата контролируется процессом объемной диффузии. Ускоренное укрупнение карбидов в рабочей части образцов можно объяснить дополнительным влиянием приходящих в контакт с частицами дислокаций, генерирующихся в процессе высокотемпературной деформации.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект №14-29-00173).

ЛИТЕРАТУРА

1. On the contribution of carbides and micrograin boundaries to the creep strength of tempered martensite ferritic steels / A. Kostka [et al] // ActaMaterialia. 2007. V. 55, No. 2. P. 539-550.
2. Lifshitz I. M., Slyozov V. V. The kinetics of precipitation from supersaturated solid solutions // Journal of physics and chemistry of solids. 1961. V. 19, No. 1–2. P. 35–50.
3. Wey M. Y., Sakuma T., Nishizawa T. Growth of alloy carbide particles in austenite // Transactions of the Japan Institute of Metals. 1981. V. 22, No. 10. P. 733–742.